

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 61-079745

(43)Date of publication of application : 23.04.1986

(51)Int.Cl.

C22C 33/04

C21C 7/04

C21D 8/00

C22C 38/14

(21)Application number : 59-203099

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 28.09.1984

(72)Inventor : KOIKE MAKOTO
HONMA HIROYUKI
MATSUDA SHOICHI
IMAGUNBAI MASAKATA
HIRAI MASAZUMI
YAMAGUCHI FUKUYOSHI**(54) MANUFACTURE OF STEEL MATERIAL SUPERIOR IN WELDED JOINT HEAT AFFECTED ZONE TOUGHNESS****(57)Abstract:**

PURPOSE: To obtain the titled material, by deoxidizing molten steel contg. specified quantities of dissolved O₂, Al, Si by Ti, casting and rolling said steel to causing a specified compsn. and incorporating a specified quantity of oxide inclusions such as TiO₂ having a specified particle diameter therein.

CONSTITUTION: Ti is added into molten steel contg. ≤0.020% dissolved O₂, ≤0.007% and ≤0.05% inevitably mixed Al, Si respectively to deoxidize it. Next, said steel is cast or cast rolled to prepare a steel material contg. by wt. 0.001W0.300% C, 0.4W2.0% Mn, ≤0.025% P, 0.025% S, ≤0.007% Al, 0.003W0.050% Ti, 0.0010W0.0100%) and the balance Fe with impurity elements and ≥0.004W0.100% range of oxide inclusions having ≤3μ particle diameter and contg. crystal phase of either one or compounded 2 kinds of TiO, TiO₃.

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭61-79745

⑪ Int. Cl.

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 昭和61年(1986)4月23日

C 22 C 33/04
C 21 C 7/04
C 21 D 8/00
C 22 C 38/14

6535-4K
7619-4K
7047-4K
7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全11頁)

⑭ 発明の名称 溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法

⑮ 特 願 昭59-203099

⑯ 出 願 昭59(1984)9月28日

⑰ 発 明 者 小 池 允 東京都千代田区大手町2丁目6番2号 新日本製鐵株式會社内
⑱ 発 明 者 本 間 弘 之 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社第2技術研究所内
⑲ 発 明 者 松 田 昭 一 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社第2技術研究所内
⑳ 発 明 者 今 草 倍 正 名 君津市君津1番地 新日本製鐵株式會社君津製鐵所内
㉑ 発 明 者 平 居 正 純 君津市君津1番地 新日本製鐵株式會社君津製鐵所内
㉒ 発 明 者 山 口 福 吉 君津市君津1番地 新日本製鐵株式會社君津製鐵所内
㉓ 出 願 人 新日本製鐵株式會社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
㉔ 代 理 人 弁理士 谷山 輝雄 外3名

明 細 書

1. 発明の名称

溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法

2. 特許請求の範囲

(1) 溶鋼中の溶存酸素量が0.020%以下、不可避に混入するALおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05%以下の溶鋼中にTiを添加して脱酸したのち鋳造し、または、鋳造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001~0.300%

Mn : 0.4~2.0%

P : 0.025%以下

S : 0.025%以下

AL : 0.007%以下

Ti : 0.003~0.050%

O : 0.0010~0.0100%

残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3μm以下で、TiO₂、Ti₂O₃のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系介在

物を重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法。

(2) 溶鋼中の溶存酸素量が0.020%以下、不可避に混入するALおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05%以下の溶鋼中にTiを添加して脱酸したのち鋳造し、または、鋳造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001~0.300%

Mn : 0.4~2.0%

P : 0.025%以下

S : 0.025%以下

AL : 0.007%以下

Ti : 0.003~0.050%

O : 0.0010~0.0100%以下

を基本成分とし、Si、Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、B、Zr、

Ta、W、Co、あるいは、Caのうちから一種または

二種以上を

Si : 0.8%以下

Cu : 1.5%以下

Ni : 1 0 多以下

Cr : 1 多以下

Mo : 1 多以下

Nb : 0. 2 多以上

V : 0. 5 多以下

B : 0. 0 0 5 0 多以下

Zr : 0. 1 多以下

Ta : 0. 1 多以下

W : 0. 1 多以下

Co : 0. 1 多以下

Ca : 0. 0 0 2 0 多以下

の範囲内で含有し、残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3 μm 以下で、 TiO 、 Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系介在物を重量多で0. 0 0 4 多以上0. 1 0 0 多以下の範囲で含有せしめることを特徴とする溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

れるためである。このために、このような鋼材を使用する溶接鋼構造物では、構造物全体の脆性破壊に対する安全性を確保する観点から、HAZの靱性を確保することと、溶接施工時の予熱・後熱によって、水素遅れ割れを防止することが極めて重視される。

したがって、このような鋼材の供給者はHAZの脆化を補うことを意図して母材の低温靱性を著しく高めるばかりでなく、HAZの脆化を少なくするような処理を鋼に施すようになってきている。たとえば、母材の特性だけについて言えば、炭素鋼で十分対応できる用途に対しても、上記の観点から炭素量を低くし、Ni、Cu、Mo、Nb、Vなどを添加したり、HAZの結晶粒の粗大化を防止し、脆化した部分を小さくするために、TiNなどの窒化物粒子を鋼中に微細に分散させる方法や、REMなどの酸化物や窒化物の微細介在物を鋼中に分散させる方法が考案され、利用されてきた。例えば

特公昭51- 16890号

特開昭50- 80911号

本発明は溶接性構造用鋼であって、溶接継手熱影響部(以下「溶接HAZ」と略称する)に脆性破壊の発生・伝播の起こりにくい鋼材の製造法に関するものであって、たとえば、大入熱溶接継手のシャルピー切り欠き靱性や、一般の溶接法による継手部のCOD値に対して厳しい要求の課せられるような鋼材の製造法が主要な対象となっている。(従来技術)

いわゆる溶接性構造用鋼に代表される、溶接場合の施こされる鋼材は、鋼材の製造過程で賦与された諸特性を溶接熱影響部において維持することは、一般的には、極めて困難である。とくに、切り欠き靱性やCOD特性、さらには、脆性亀裂の伝播阻止性能などの、脆性破壊の発生の防止と伝播の阻止とに関する特性は、HAZでは母材部(溶接熱影響を受けていない部分)に比べて著しく劣ることが多い。

この原因は、溶接熱によってHAZの結晶組織が脆化することと、溶着金属から侵入する水素などによる水素遅れ割れを伝播しやすい組織が形成さ

などは前者の技術思想に基づくものであり、

特開昭58- 204115号

特開昭58- 204116号

特開昭58- 204117号

特開昭58- 204118号

などは後者の技術思想に基づくものである。

しかしながら、これらの鋼材供給者側における対応技術では、次のような問題が残されている。すなわち、TiNなどの窒化物を利用する方法では、HAZの最高到達温度が約1350℃を超える部分(以下「溶接HAZ高温部」と略称する)でこれらの窒化物が溶解してしまうために、結晶粒の粗大化を阻止する機能がない。そのために、HAZのこのような部分には粗大なペーナイト組織(以下「粗大Bu」と略称する)やフェライトサイドプレート(以下「FSP」と略称する)と呼ばれる粗大な組織が混在するため、HAZのCOD特性などには十分な効果が見られない。このことは窒化物とMnSとの複合析出物を利用する場合でも同様の事情にある。

また、REMの酸化物や硫化物の利用は、ALキルド鋼においては、 Al_2O_3 系介在物と複合して大型介在物となりやすく、とくに、今日産厚板の主流をなす連続製造法においては、このREMの悪影響を排除することは極めてむづかしい。加えて、ALキルド鋼におけるREMの酸化物や硫化物は、確かに安定であって溶接HAZ高温部においても、TINのように、溶解してしまふことはなくオーステナイト粒の粗大化を防止する効果は見られるが、このオーステナイト粒は粗大であり、粒内に粗大BuやFSPが発達して溶接HAZの靱性を損なう。

いっぽう、鋼構造物の施工に当たっては経済的な施工方法が強く求められているにも拘わらず、それを阻害する要因である溶接の予熱・後熱処理や溶接入熱の上限制約などを実施してHAZの脆化組織部分を可能な限り小さくし、それにより、水素遅れ割れなどが、これらの脆化組織に発生・伝播しないように配筋されているが、従来の鋼材を用いる限り粗大BuやFSPなどの脆い組織の生成は避けられない。したがって、鋼構造物の使用中に

発生し成長した疲労亀裂や応力腐食割れ、あるいは、水素誘起割れなどが上記脆化組織部分に達した場合には脆性破壊を起こす可能性を残している。(発明の目的)

本発明は鋼構造物の脆性破壊につながる粗大BuやFSPなどの組織をHAZに生じない鋼材を製造することを目的としている。すなわち、溶接HAZをこのような組織を生じないようにすることにより、溶接HAZ部のシャルピー切り欠き靱性を従来鋼に比べて著しく改善し、あわせて、COD特性を飛躍的に向上させることを目的としている。

加えて、本発明では溶接低温割れを改善するための従来の常套手段であった低C化、低 C_{eq} 化あるいは低 P_{cm} 化するという手法と全く異なった方法で、これら従来手法以上の効果を得ることも目的としている。すなわち、従来の低C化、低 C_{eq} 化あるいは低 P_{cm} 化は、それによる鋼材の強度の低下を補うためMn, Cu, Ni, Mo, Nb, V, Bなどの強化元素を添加しなければならない。そのため、これらの合金コストの上昇や、溶製のむづかしさ、

鋼造片(とくに、CC鋼片)の偏析の弊害・表面性状の劣化などにより、鋼板の生産性・収益性を大きく低下させているだけでなく、溶接低温割れ性の向上にも必ずしも期待される効果が十分に得られているわけではない。

そこで、本発明者らはHAZの脆性破壊に対する抵抗力を弱める粗大BuやFSPのような組織、また、HAZの水素遅れ割れが伝播拡大しやすい粗大Buや粗大な硬化組織を、通常工業的に採用される多様な溶接条件下で生じないようにするために、HAZの変態挙動に関して体系的、かつ、つぶさに研究した結果、ALを含有せずTiの低級酸化物を主成分とする微細Ti酸化物粒子を含む鋼がこのような目的に合致していることを発見した。すなわち、このような鋼においては溶接HAZにおける γ 相からのペーナイト変態が従来鋼の場合と異なり、 γ 粒内に微細に分散した酸化物粒子を変態核として、 γ 相の結晶方位の三つの等価な $\{100\}$ 面に沿ってフェライトプレートが発達するようなペーナイト組織となるため、前に述べたような粗大Bu, FSP,

粒大な硬化組織の生成が抑制される。

すなわち、ALの含有量の極めて低い鋼で、 TiO 、 Ti_2O_3 の一種、または、二種の結晶相を含有するTiの酸化物を含む鋼においては、溶接HAZ部において第1図(a)の本発明鋼に示すようなウイトマンステッテン(Widmannstätten)状のフェライトプレートから成るペーナイト組織が得られる。このようなウイトマンステッテン状のフェライトプレートより成るペーナイト組織は鋼中のAL添加量が高まると生成しなくなり、第1図(b)に示す従来キルド鋼のように、旧オーステナイトの結晶方位の三つの等価な $\{100\}$ 面のうちの一つだけが優先的に発達するようなペーナイト組織(これをFSPと定義する)となる。

本発明はこのような発見にもとづき、溶接HAZの $\gamma \rightarrow$ ペーナイト変態が上に述べたような変態挙動を示すことによって溶接継手部の鋼組織を微細なものとし、よって、溶接継手(なかんずく大入熱溶接継手)のシャルピー切り欠き靱性や、COD特性を飛躍的に向上させ、加えて、溶接低温割れ

の起きにくい鋼材の製造を目的とするものである。
(発明の構成)

この発明は上記の目的を達成するために、

(1) 溶鋼中の溶存酸素量が0.020%以下、不可避に混入するAlおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05%以下の溶鋼中にTiを添加して脱酸したのち製造し、または、製造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001 ~ 0.300 %

Mn : 0.4 ~ 2.0 %

P : 0.025 % 以下

S : 0.025 % 以下

Al : 0.007 % 以下

Ti : 0.003 ~ 0.050 %

O : 0.0010 ~ 0.0100 %

残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3 μm 以下で、 TiO 、 Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系存在物の重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法。

Mo : 1 % 以下

Nb : 0.2 % 以上

V : 0.5 % 以下

B : 0.0050 % 以下

Zr : 0.1 % 以下

Ta : 0.1 % 以下

W : 0.1 % 以下

Co : 0.1 % 以下

Ca : 0.0020 % 以下

の範囲内で含有し、残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3 μm 以下で、 TiO 、 Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系存在物を重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法。

以下に本発明法に関わる鋼材の成分組成を限定する理由について述べる。

C、Mnは鋼材の強度を高めるいっぽう、HAZ 相

靱部靱性のすぐれた鋼材の製造法。

(2) 溶鋼中の溶存酸素量が0.020%以下、不可避に混入するAlおよびSiの量がそれぞれ、0.007%以下、0.05%以下の溶鋼中にTiを添加して脱酸したのち製造し、または、製造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001 ~ 0.300 %

Mn : 0.4 ~ 2.0 %

P : 0.025 % 以下

S : 0.025 % 以下

Al : 0.007 % 以下

Ti : 0.003 ~ 0.050 %

O : 0.0010 ~ 0.0100 % 以下

を基本成分とし、Si、Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、B、Zr、Ta、W、Co、あるいは、Caのうちから一種または二種以上を、

Si : 0.8 % 以下

Cu : 1.5 % 以下

Ni : 1.0 % 以下

Cr : 1 % 以下

鉄の硬化を促すので適度の量が必要であるが、高すぎないようにしなければならない。本発明法の適用が意図される鋼材では、このような観点からCについては0.001から0.300%、Mnについては0.4から2.0%の範囲とした。

P、S、および、Nについては本発明法における技術的要件に対しては第一義的に重要な意味はなく、低いほど望ましいので、PとSとについてはそれぞれ0.025%以下、Nについては好ましくは0.0025%以下とした。

Al、Si、Ti、および、Oは本発明鋼の特徴であるHAZの微細なウイTMンステッテン状のフェライトプレートよりなるペーナイト組織（以下「微細ペーナイト組織」と呼ぶ）が生成するための基本的なメカニズムに関与している。Alが0.007%より高いと上記微細ペーナイト組織が現われな。この理由は微細ペーナイト組織を構成するウイTMンステッテン状フェライトプレートの形成を支配している TiO 、 Ti_2O_3 のいずれか一種または、二種の複合した結晶相を含む酸化物がAlによって

還元されて「微細ペーナイト組織」を形成する能力のない酸化物やTiNになってしまうため本発明の効果が十分に得られない。このため、Alは添加せず、しかも、合金鉄や耐火物から混入することを防止することが必要であり、不可避に混入する量を0.007%以下とした。SiについてもAlと同様にTi添加前の溶存酸素量を減少させるためにTi添加前に存在していないことが好ましい。しかしながら、SiはAlに比べると溶鋼中の酸素との親和力が弱く、Ti添加後に添加されるについては本発明の効果を損なうものではない。以上の理由によりTi添加前のSiについては0.05%以下としたが、Ti添加後にSi添加した場合鋼材中のSi濃度については通常の溶接性構造用鋼の添加量の範囲であればよく0.8%を上限值とした。

TiとOとは上記Ti酸化物の形成に関わっており、溶鋼中に存在する量が少なすぎると適切な量のTi酸化物が得られない。また、多すぎるとTiの酸化物が粗大化して本発明の効果が得られない。そのためOについては溶鋼中で溶存酸素として

持ち得る。

Cr,Mo,Nb,Vは鋼材の焼き入れ性を高めたり、炭素化合物として析出硬化することにより鋼材の強度を高め、適切な鋼材製造プロセスに付することにより鋼材の低温靱性の向上も期待される。しかしながら、これらの元素は添加量が多すぎると、HAZの硬化を招き溶接低温割れを起こしやすくするので、Cr,Moについては1%以下、Nbについては0.2%以下、Vについては0.5%以下とした。

Bは、とくに、鋼材の焼き入れ処理における焼き入れ性を高めたり、制御圧延過程におけるフェライト変態核を増加させてフェライトパーライト組織を微細化させる効果があるので、0.0050%以下の範囲で添加する。

Zr,Ta,W,Coなどを鋼材の腐食挙動の改善などの目的で添加する場合は、それぞれ、0.1%以下の範囲で添加してもよい。

CaはMnSの形状コントロールの目的で添加してもよいが、多すぎると、Tiの酸化物を還元し本発明の効果を損なうので0.0020%以下とした。

0.020%以下の状態でTiを添加して脱酸してやることが必要である。Tiで脱酸した溶鋼を攪拌あるいは不活性ガスによって溶鋼を清浄化する過程で到達するTiとO量を、それぞれ、Ti:0.003~0.050%、O:0.0010~0.0100%の範囲内で攪拌、あるいは、不活性ガスによる清浄化を停止することが必要である。この清浄化が不完全であり、Oが0.0100%を超える場合は上記Ti酸化物が粗大化して本発明鋼の特徴をなす「微細ペーナイト組織」が得られず、粗大介在物に起因する鋼材の表面欠陥を誘発する。いっぽう、Oが0.0010%を下まわると上記酸化物量が不足する。また、Tiについては0.003%を下まわると上記酸化物が不足し、0.050%を超えるとTiCが多量に形成されHAZの靱性に有害である。

以下、選択的に添加される元素について述べる。

Cu,Niは鋼材の強度と靱性を同時に高め、また、HAZの低温靱性にも害が少ないので、そのような目的に対して添加され、その場合Cuは1.5%以下、Niは10%以下において、本発明の効果が意味を

なお、本発明法において、Ti添加前の雰囲気はRH,DH,VADなどの密閉容器内、または、鋼浴面をArガスなどの不活性ガスによって被覆することにより、Ti添加後の溶鋼の攪拌過程で雰囲気からの酸素によって鋼の酸化が起きないように処理をするために、雰囲気中の酸素分圧は10 Torr以下が好ましい。また鋼材の製造プロセスは、鋳造まま、熱間圧延、あるいは、それらのいずれかの後の熱処理、等のいずれの方法であってもよく、本発明法の適用を限定する理由はない。

(発明の作用)

(a)まず従来鋼の溶接HAZの変態挙動について説明する。

通常のSi-Alキルド鋼(以下「従来キルド鋼」と略す)ではHAZの組織は最高到達温度とオーステナイト相からの変態を起こすときの冷却速度とによって変化する。このことは溶接CCT線図に表示されている。

第3図は従来キルド鋼を溶融再現熱サイクル装置を用いて1400℃以上に加熱後、種々の冷速

て冷却した時に得られる組織を概念的に図示したものである。なお、このような熱サイクルが HAZ のうちで溶着金属に隣接する部分の熱履歴を模したものであることは言うまでもない。第 3 図において冷却速度の速い a、b ではマルテンサイト変態が支配しており、冷却速度の遅い c ではフェライト＝パーライト変態が起きている。実際の HAZ 高温部には、一般的には、これらの組織が見られることは希であり、両者の中間の冷却速度による d、e のような組織となる。c、d はマルテンサイトとパーライトの混合した組織であり水素遅れ割れの発生・伝播しやすい組織である。e は粒界フェライトとともに FSP や Bu が混在しており、d とともに脆性破壊に対して抵抗力が弱い。

(b) 次に本発明法による鋼の溶接 HAZ の変態挙動について説明する。

以上の従来キルド鋼に比べて本発明鋼は第 1 図の c、d、e に対応する冷却速度における変態が従来鋼とはまったく異なった挙動を示す。すなわち、本発明鋼の溶接 HAZ 高温部では第 2 図(b)に示

通して大入熱溶接 HAZ 部に微細なフェライトとパーライトを主とする組織を形成させようとするものでもない。

(c) 次に本発明鋼と従来鋼の脆性破壊挙動の相違について説明する。

本発明鋼の溶接 HAZ のミクロ組織は第 2 図に示したように微細な針状組織となるために、HAZ 部の脆性破壊の劈開の単位が従来鋼と比べると著しく微細となる。第 1 図に本発明鋼(a)と従来鋼(アルミ＝シリコン＝キルド鋼)(b)とにおける溶接 HAZ 高温部の脆性破壊の劈開破面単位のちがいを示す。この例に見られるように第 1 図(a)の本発明鋼の HAZ 部は脆性亀裂の単位が細かく、このために、シャルピー切り欠き靱性、COD 特性、溶接低温割れ性が従来鋼に比べて著しく優れているのである。

(実施例)

実施例 1

第 1 表は本発明法によって製造した鋼の製造条件と鋼材の特性、および、その鋼材を用いた溶融

すように、小入熱溶接の場合は粒界フェライトを伴わない「微細パーナイト組織」になる。また、第 2 図(a)に示すように大入熱溶接では若干の粒界フェライトを伴うが粒内には小入熱の場合と同様な「微細パーナイト組織」が得られる。

この理由は r 相からのパーナイト変態において、r 相の三つの等価な結晶面 (100)(010)(001) にフェライトプレートが発達してウイスマンステッテン状(寄木細工模様)の構造になるには鋼材中の Al 量が低く、しかも、 TiO 、 Ti_2O_3 の一種または二種の結晶相を有する Ti の酸化物がなければならぬ。溶鋼中に Ti を添加する前に Al や Si を添加して脱酸処理を行なったり、Ti を添加後に Al を添加したりすると、このような望ましい Ti 酸化物が還元されて本発明法の効果が得られない。この意味で本発明法は従来の Al-Si キルド鋼への TiN 処理でもなく、また、Mn、Si と Ti もしくは Al、あるいはさらに REM または Ca を、脱酸力の弱い順で分割投入して微細介在物を均一分散させることによって TiN や BN などの窒化物を微細析出させることを

再現熱サイクル後の変態組織、ならびに、シャルピー衝撃試験結果を示す。なお、比較のために従来キルド鋼の例も併記した。

第 1 表の鋼は海洋構造物や船舶などに用いられる HT50 級の鋼であり、比較鋼は従来の HAZ の結晶粒粗大化防止技術として、今日、最も一般的に受け入れられている TiN 処理を施したものである。第 1 表に示すように、本発明鋼においては、最高温度 1400℃ 以上にした溶融再現熱サイクルを付した後の変態では、800℃ から 500℃ までの平均冷速で 1.5℃/s から 15℃/s までの範囲で、FSP や粗大 Bu などの組織が現われることはなく、オーステナイト粒内の Ti 酸化物系の析出物を核として十字状の微細な針状フェライトが見られる。写真 1 は第 1 表の再現熱サイクル組織を示している。

第 1 表に示すように、本発明鋼では溶融再現熱サイクル後のシャルピー切り欠き靱性は、いずれの熱サイクルに対しても従来鋼に比べて著しくすぐれた値を示している。

此等古器，其價值固不可思議也。

製 造 条 件	Ti添加前溶媒中(O) , [AL] , [SI]			本 発 明 例	比較例(AZ-SIキルド)
	製造法	延 法	鋼材の形状	連 鋳 法 熱間圧延-焼準 厚 鋼 板	連 鋳 法 熱間圧延-焼準 厚 鋼 板
鋼 材	C			0.13	0.13
	Si			0.23	0.28
	Mn			1.48	1.46
	P			0.009	0.007
	S			0.0023	0.0015
	AZ			0.002	0.035
特 性	Ti			0.013	0.012
	O			0.0065	0.0028
	N			0.0016	0.0035
性	粒径が $3\mu m$ 以下のTiの化合物 向上の量(重量%)			Ti ₂ O ₃ を主成分とし 他に若干TiO ₂ 混在 0.018	TiN 0.014
	℃/s				
	1.5	組織	粗界フェライト +「炭素パーナイト組織」		粗界フェライト+FSP+ 粗大B _u +パーライト +40℃
	3	vTrs	粗 織	粗界フェライト +「炭素パーナイト組織」	粗界フェライト+FSP+ 粗大B _u +30℃
	7	vTrs	超 織	「豆細パーナイト組織」	FSP+粗大B _u + パーナイト+豆状マルテンサイト +5℃
vTrs	15	超 織	「豆細パーナイト組織」		パーナイト+豆状マルテンサイト +マルテンサイト +25℃
		vTrs		-25℃	

第2表は第1表に掲げた本発明鋼と比較鋼を用いて溶接低温割れ性を調べた結果を示す。試験方法は鉄研式斜め γ 開先割れ試験法であり、第2表に示すような所定の温度に保持した後、大気温度20℃、湿度72～78%の雰囲気において溶接した。

第 2 表に示されるとおり、比較鋼においては予熱 5.0℃においても溶接低温割れが発生しているが、本発明鋼では鋼材温度 0℃でも割れは起きていない。両者の鋼成分は第 1 表に示すとおり、ほとんど同じと見なして差しつかえなく、この両者における溶接低温割れ性の違いは HAZ の変態組織の違いに起因するものである。すなわち、第 2 図に示すとおり、本発明鋼の HAZ の組織はウイTMンステッテン状のフェライトプレートより成る「微細ペーナイト組織」から成り立っているが、比較鋼では粗大 Bu やペーナイトと島状マルテンサイトが混合した組織となっており、この部分を割れが伝播している。

性割低接溶の明発本表第2

	本 発 明 鋼		比 較 鋼 (従 来 キ ル ド 鋼)	
	表 面 割 れ	割 れ 率 0 %	表 面 割 れ	割 れ 率 8 5 %
予 熱 な し (0 ℃) 大 気 温 度 2 0 ℃ 大 気 温 度 7 5 %	ル ー ト 割 れ	0	1 0 0	
	断 面 割 れ	0	1 0 0	
	表 面 割 れ	0	5	
予 熱 2 5 ℃ 大 気 温 度 2 0 ℃ 大 気 温 度 7 5 %	ル ー ト 割 れ	0	2 5	
	断 面 割 れ	0	1 0	
	表 面 割 れ	0	0	
予 熱 5 0 ℃ 大 気 温 度 2 0 ℃ 大 気 温 度 7 8 %	ル ー ト 割 れ	0	5	
	断 面 割 れ	0	5	
	表 面 割 れ	0	0	
予 熱 1 0 0 ℃ 大 気 温 度 2 0 ℃ 大 気 温 度 7 2 %	ル ー ト 割 れ	0	0	
	断 面 割 れ	0	0	
	表 面 割 れ	0	0	
予 熱 1 5 0 ℃ 大 気 温 度 2 0 ℃ 大 気 温 度 7 4 %	ル ー ト 割 れ	0	0	
	断 面 割 れ	0	0	
	表 面 割 れ	0	0	

注1. 試験法：鉄研式斜めγ研先割れ試験
JIS Z3158-’66

注2. 裕接条件 170A×24V, 15cm/分
裕接部 低水品系 JIS D 5016

実施例 2

第3表は溶鋼中の Al 量、Si 量、溶存酸素量の組み合わせを種々にとった溶鋼中に Ti を添加し製造した鋼造まま鋼材、鋼造後熱間圧延、または、さらに各種の熱処理をした鋼材の溶融再現熱サイクル後の変態組織を示す。

第3表において鋼 A、B、F、G、H、I、J および K は本発明法による鋼であり、鋼 C、D および E は比較法による鋼である。鋼 A、B、F、G、H、I、J および K は Ti 添加前の [Si] 量、[Al] 量がそれぞれ 0.05 重量%以下、0.007 重量%以下の状態において、しかも、溶存 [O] 量が 0.020 重量%以下の状態において Ti 添加したものである。その結果、これらの鋼材に溶融再現熱サイクルを与えると本発明鋼の特徴をなす微細なウイトマンステッテン状のフェライトプレートより成る「微細ペーナイト組織」を呈し、このウイトマンステッテン状フェライトプレートの交差する部分には Ti_2O_3 を主成分とする Ti 酸化物の微細粒子が存在している。なお、これらの鋼の溶製時 Ti 添加前に

0.05 重量%以下の状態で Ti 添加し、しかも、鋼造後の鋼材中の Al、Ti、O の量をそれぞれ 0.007 重量%以下、0.003～0.050 重量%、0.0010～0.0100 重量%の範囲とすることにした。

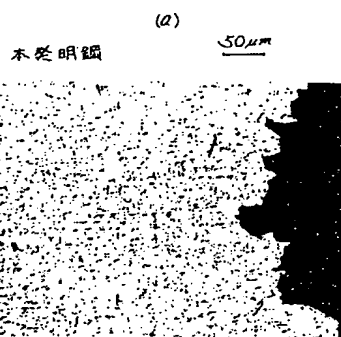
存在した [Al]、[Si] 量は脱酸元素として添加されたものではなく、耐火物等の溶損により混入したものである。

いっぽう、鋼 C は Ti 添加前の溶鋼中 [Si]、[Al] 量は本発明法に該当するが、溶存 [O] 量と、Ti の添加量が多きに失し、鋼材中の Ti の析出物は結晶構造が明瞭でない粗大な酸化物となり、溶融再現熱サイクル後も FSP や粗大 Bu および粗大な粒内フェライトが生成してしまう。また、鋼 D、E は、いわゆる Si-Al キルド鋼であり、このような鋼への Ti 添加は従来の TiN 処理に当たる。このためこれらの鋼の溶融再現熱サイクルでは FSP、粗大 Bu のほかに、ペーナイトや島状マルテンサイトなどが形成される。これは Ti 添加前の溶鋼中の Al が本発明の技術的な根幹をなす望ましい Ti 酸化物の形成を防げるためと考えられる。

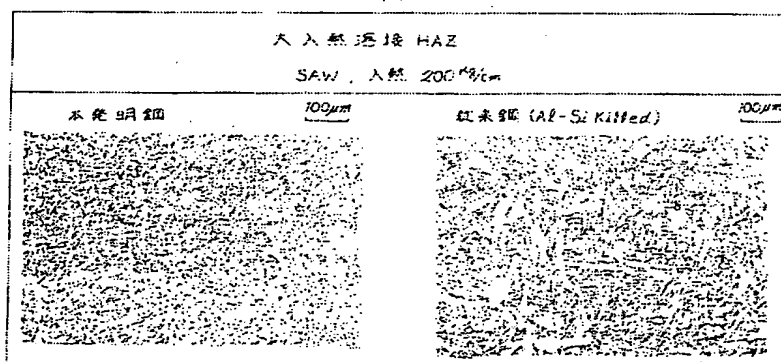
以上の実験事実にもとづき、Ti 添加前の溶鋼中に Al、Si を添加しないで、かつ、望ましくは耐火物の溶損や合金から不可避免的に混入する Al および Si の量が、それぞれ、0.007 重量%以下、0.05

—245—

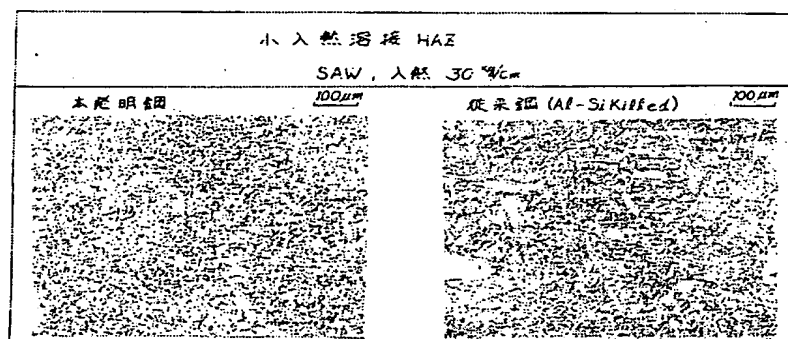
第 1 図

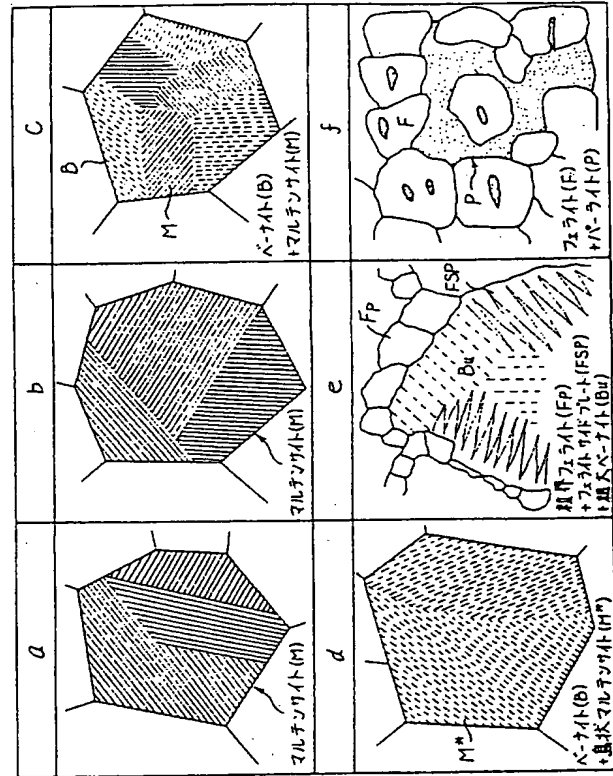
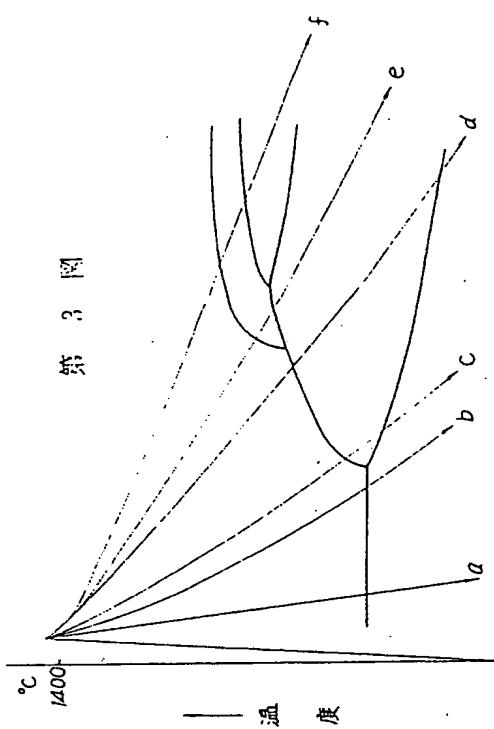


(a)



(b)





手 続 補 正 書 (方式)

昭和 60 年 2 月 28 日

特許庁長官 志賀 学 殿

1. 事件の表示

昭和 59 年 行 許 第 203099 号

2. 名称

溶接熱影響部組織・性能に於ける鋼材の製造法

3. 補正をする者

事件との関係 出 願 人

住 所 (住所) 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

氏 名 (名称) (665) 新 日 本 製 鉄 株 式 会 社

4. 代理人

住 所 (住所) 東京都千代田区丸の内 2 丁目 6 番 2 号 丸の内八重洲ビル 330

氏 名 (名称) (3667) 谷 山 真 雄

5. 補正命令の日付

昭和 60 年 1 月 29 日

6. 補正の対象

特許請求の範囲の図面及び説明

8. 補正の内容 明細書のとおり

補 正 書

本特許明細書中下記事項を補正いたします。

記

1. 第 3 頁 2 行目に

「示す組織写真、」とあるを

「示す金属組織の写真、」と訂正する。

2. 第 3 頁 3 行目に

「溶接 HAZ 部のミクロ組織を」とあるを

「溶接 HAZ 部の金属のミクロ組織を」と訂正する。

代理人 谷 山 真 雄



方式

